

EUROPEAN PATENT OFFICE

PUBLICATION NUMBER : 11315328
PUBLICATION DATE : 16-11-99

APPLICATION DATE : 06-05-98
APPLICATION NUMBER : 10123561

APPLICANT : NIPPON STEEL CORP;

INVENTOR : USUDA MATSUO;

INT.CL. : C21D 9/46 // C22C 38/00 C22C 38/06 C22C 38/14

TITLE : MANUFACTURE OF HOT ROLLED HIGH TENSILE STRENGTH STEEL PLATE HAVING SUPERIOR WORKABILITY AND EXCELLENT IN SHAPE FREEZABILITY

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a method of manufacturing a high tensile strength steel plate for working, which is excellent in shape freezability and capable of extending the range of application of a high tensile strength steel plate even to the part conventionally difficult because of the problem of dimensional accuracy and contributing, e.g. to weight reduction of an automobile.

SOLUTION: When hot rolling a steel which has a composition containing, by weight ratio, 0.05-0.2% C, 0.3-2.5% Si, 0.5-2.5% Mn, ≤0.15% P, and 0.01-2.5% Al and also containing, if necessary, ≤0.05% Ti, ≤0.05% Nb, and ≤0.005% B independently or in combination, finishing is done at ≥650°C and also rolling of ≥50% total draft is performed at a temperature between the Ar₃ transformation point and 650°C while applying lubrication so that a coefficient of friction becomes ≤0.2. The resultant steel plate is temporarily coiled at 800 to 650°C, held for 10 sec to 10 min, uncoiled, cooled at ≥20°C/sec cooling rate, and coiled again at 500 to 300°C. By this method, the hot rolled high tensile strength steel plate having superior workability and excellent in shape freezability can be manufactured.

COPYRIGHT: (C)1999,JPO

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平11-315328

(43)公開日 平成11年(1999)11月16日

(51) Int.Cl.⁶
 C 21 D 9/46
 // C 22 C 38/00 301
 38/06
 38/14

F I
 C 21 D 9/46
 C 22 C 38/00 301 A
 38/06
 38/14

審査請求 未請求 請求項の数 3 O.L (全 5 頁)

(21)出願番号 特願平10-123561

(22)出願日 平成10年(1998)5月6日

(71)出願人 000006655
 新日本製鐵株式会社
 東京都千代田区大手町2丁目6番3号
 (72)発明者 秋末 治
 富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内
 (72)発明者 瀬沼 武秀
 富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内
 (72)発明者 岸田 宏司
 富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内
 (74)代理人 弁理士 佐藤 一雄 (外2名)
 最終頁に続く

(54)【発明の名称】 形状凍結性に優れた良加工性熱延高張力鋼板の製造方法

(57)【要約】

【課題】 尺寸精度の問題で今まで適用が難しかった部位にも高張力鋼板の適用範囲を広げ、自動車の軽量化等に貢献する形状凍結性に優れた加工用高張力鋼板を製造する方法を提供する。

【解決手段】 重量比で、C:0.05~0.2%、Si:0.3~2.5%、Mn:0.5~2.5%、P:0.15%以下、Al:0.01~2.5%そして必要に応じTi、Nb、Bを単独あるいは複合でTi:0.05%以下、Nb:0.05%以下、B:0.005%以下を含有した鋼を熱延する際に、650°C以上で仕上げると共に、好ましくは潤滑を施し摩擦係数が0.2以下になるようにAr₃変態点以下、650°C以上の温度で合計圧下率が50%以上の圧延を行い、800°C以下、650°C以上の温度で一度巻き取り、10秒以上、10分以下の時間保持した後、巻き戻し、冷速20°C/sec以上で冷却し、再び500°C以下、300°C以上の温度で巻取ることを特徴とする形状凍結性に優れた良加工性熱延高張力鋼板の製造方法。

【特許請求の範囲】

【請求項1】重量比で、C:0.05~0.2%、Si:0.3~2.5%、Mn:0.5~2.5%、P:0.15%以下、Al:0.01~2.5%を含有し、残部鉄及び不可避的不純物からなる鋼を熱延する際に、650°C以上で仕上げると共に、Ar₃変態点以下、650°C以上の温度で合計圧下率が50%以上の圧延を行ない、800°C以下、650°C以上の温度で一度巻き取り、10秒以上、10分以下の時間保持した後、巻き戻し、冷速20°C/sec以上で冷却し、再び500°C以下、300°C以上の温度で巻取ることを特徴とする、形状凍結性に優れた良加工性熱延高張力鋼板の製造方法。

【請求項2】重量比で、Ti:0.001~0.05%、Nb:0.001~0.05%及びB:0.0001~0.005%の1種又は2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の形状凍結性に優れた良加工性熱延高張力鋼板の製造方法。

【請求項3】Ar₃変態点以下、650°C以上の温度で合計圧下率が50%以上の圧延を行うに際し、潤滑を施し摩擦係数が0.2以下で圧延を行なうことを特徴とする請求項1又は2に記載の形状凍結性に優れた良加工性熱延高張力鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、自動車用足回り部品等に使用される形状凍結性の優れた良加工性熱延高張力鋼板の製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】良加工性熱延高張力鋼板は、残留オーステナイト鋼板とも言われ、フェライトとベイナイト主体の組織に残留オーステナイトが点在する組織を有する。この鋼板の特徴は、フェライト組織で良延性を確保しながら、ベイナイトで強度を持たせ、成形に伴い残留オーステナイトがマルテンサイトに変態し、くびれを生じようとする箇所を強化することにより破壊を抑制し、高延性を示すものである。この機構により従来の高張力鋼より格段に優れた加工性を示し、難加工部品への適用も進められている。

【0003】しかしながら、この広範囲の適用には限界もある。その主要因の1つに形状凍結性の問題が挙げられる。残留オーステナイト鋼は、一般に強度-延性バランスが良く、しわ抑え力を強くすることができるので他の高張力鋼に比べ成形可能限界は比較的広いが、形状凍結性に関しては必ずしも優れているとは言えない。

【0004】この鋼板の成分の特徴は、高張力を得るためにC、Mnを添加するが、これらの元素はオーステナイト安定元素であり、フェライトの生成を抑制するので、逆にフェライト安定元素であるSi、Al、Pなどを添加してフェライトを十分に析出させる成分系になっている（例えば、特開昭61-157625号公報）。特に、Al、Siはセメントサイトの析出を遅らせる作用があり、固溶のCをオーステナイト中に濃化させるのを助長し、残留オーステナイト

を作りやすくする作用がある。

【0005】また、製造方法の特徴は、フェライトを十分に析出させるために、Ar₃変態点以上の温度で仕上圧延をした後、フェライトの析出を助長するためにフェライトが析出しやすい温度域で徐冷し、その後パーライトが析出しないように急冷してベイナイト生成温度で巻き取り、ベイナイトの進行に伴いオーステナイト中のCを濃化させ、オーステナイトを安定化させることにより室温でも安定なオーステナイトを残留させる冷却パターンを有している（例えば、特開平2-217425号公報）。このように熱間圧延自体は、Ar₃変態点以上で行なわれるため板厚中心層の集合組織は変態によりランダム化が起こり、{100}/{111}の比は1前後のことが多い。即ち、今まで集合組織に注目した開発は皆無であった。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】本発明の目的は、形状凍結性のすぐれた良加工性熱延高張力鋼板の製造方法を提供することである。

【0007】

【課題を解決するための手段】本発明者は、形状凍結性と機械的性質の関係を詳細に検討し、形状凍結性は成形時の加工硬化特性に大きく影響されることを見い出した。本発明は、これらの知見に基づくものであり、その要旨とする処は、下記の通りである。

(1) 重量比で、C:0.05~0.2%、Si:0.3~2.5%、Mn:0.5~2.5%、P:0.15%以下、Al:0.01~2.5%を含有し、残部鉄及び不可避的不純物からなる鋼を熱延する際に、650°C以上で仕上げると共に、Ar₃変態点以下、650°C以上の温度で合計圧下率が50%以上の圧延を行ない、800°C以下、650°C以上の温度で一度巻き取り、10秒以上、10分以下の時間保持した後、巻き戻し、冷速20°C/sec以上で冷却し、再び500°C以下、300°C以上の温度で巻取ることを特徴とする形状凍結性に優れた良加工性熱延高張力鋼板の製造方法。

(2) 重量比で、Ti:0.001~0.05%、Nb:0.001~0.05%及びB:0.0001~0.005%の1種又は2種以上を含有することを特徴とする前記(1)に記載の形状凍結性に優れた良加工性熱延高張力鋼板の製造方法。

(3) Ar₃変態点以下、650°C以上の温度で合計圧下率が50%以上の圧延を行うに際し、潤滑を施し摩擦係数が0.2以下で圧延を行なうことを特徴とする前記(1)又は(2)に記載の形状凍結性に優れた良加工性熱延高張力鋼板の製造方法。

【0009】

【発明の実施の形態】以下に、本発明を詳細に説明する。まず、本発明の鋼板の成分の限定条件について述べる。

【0010】Cは、0.05%以上、0.2%以下に限定した。こ

れは、Cが0.05%未満では高張力鋼板としての強度が十分でないためであり、また、0.2%超では溶接性が劣化するからである。

【0011】Siは、0.3%以上、2.5%以下に限定した。これは、Siが0.3%未満では残留オーステナイトとフェライトが生成しにくく、また、2.5%超では加工性が劣化するからである。

【0012】Mnは、0.5%以上、2.5%以下と限定した。これは、Mnが0.5%以上であれば強度を確保でき、また、2.5%超では加工性が劣化するためである。Pは、Siと同様にフェライトの生成を助長するが、過度の添加は加工性を劣化するので上限を0.15%とした。Alは、脱酸のときに必要でその時の下限が0.01%である。AlもSiと類似の効果でフェライトの生成を助長するが、過度の添加は加工性を劣化するので上限を2.5%とした。

【0013】選択的に添加するTi、Nb、およびBは、析出強化、細粒強化、変態強化などの機構を通して組織制御により材質を改善するので適度な添加は好ましいが、過度の添加は加工性を劣化するので、それぞれ上限を0.05%、0.05%、0.005%と限定した。Ti、Nb及びBは、それぞれの効果が得られる下限として、Ti:0.001%、Nb:0.001%、B:0.001%とした。

【0014】次に、本発明の製造プロセス条件の限定について述べる。熱延条件において、仕上温度の下限を65°Cとしたのは、これ以上低温で圧延すると引き続き行なう巻取時に再結晶が十分に起こらず加工性が劣化するためである。 Ar_3 変態点以下、650°C以上の温度で合計圧下率を50%以上と限定したのは、この条件を満足することにより形状凍結性が顕著に向上するためであり、これは上記条件下で形状凍結性に優れた集合組織が形成されるためと推測される。

【0015】また、 Ar_3 変態点以下、650°C以上の温度で合計圧下率50%以上の熱延をする際に潤滑を施し、ロールと鋼板の間の摩擦係数を0.2以下にすることにより形状凍結性がさらに向上することが明らかになった。その理由は表層部の集合組織をせん断変形を小さくすることにより、中心の集合組織に近づけたので、形状凍結性に有利な集合組織が板厚全域に広がったためと推測される。

【0016】次に、鋼板の巻取条件の限定について述べる。本発明の大きな特徴は、巻取処理を2度するところにある。1度目の巻取では再結晶処理を積極的に行ない、また2回目の巻取は急冷した後に低温で行ないフェライト変態などによるカーバイドの析出を抑制し、ベイナイト変態の進行に伴いCをオーステナイトに濃化させ、室温でも安定なオーステナイトを残すためである。

【0017】1回目の巻取処理を800°C以下、650°C以上の温度、10秒以上、10分以下と限定したのは、800°C超の温度ではフェライトが十分に生成しないためである。下限温度を650°Cとしたのは、これより低い温度になるとフェライトの生成が顕在化し、その後、2回目の巻取で低温巻取をしても残留オーステナイトが生成せず、残留オーステナイト鋼としての特性が得られないためである。1回目の巻取の保持時間を10秒以上としたのは、これより短い時間では加工されたフェライトが十分に再結晶しない可能性が高くなるためである。また、巻取の保持時間に上限を設けたのは、長い保持時間は生産性を劣化するためである。

【0018】コイルを巻き戻し開始から2回目の巻取を行なうまでの冷速を20°C/sec以上と限定したのは、フェライトの生成を抑えて適量のベイナイト、残留オーステナイトを生成させるためである。フェライトの生成を抑制し、ベイナイト変態を促進するには2回目の巻取温度を500°C以下にする必要がある。また、残留オーステナイトを生成させるためにはマルテンサイトの生成を抑えなければならないので、2回目の巻取温度の下限を300°Cにする必要がある。このような巻取条件は仕上圧延機に比較的近接したコイラード巻取り、それからROT(Roll-out Table)へ巻戻し、再び従来のコイラード巻取りことで実現する。

【0019】尚、本発明に係る高張力鋼板は、表面処理原板として使用しても、本発明の効果を得ることができる。

【0020】

【実施例】以下、本発明を実施例および比較例に基づいて説明する。

【0021】実施例および比較例には表1に示した成分組成を有する鋼を用いた。鋼種A～C、E～Gは、本発明鋼、D、H、Iは比較鋼である。 Ar_3 温度は、フォーマスターで5°C/秒で冷却したときの測定結果である。熱延・巻取条件と高張力鋼板の成形性の指標となる成品板の圧延方向に切り出したJIS5号試験片の引張試験の全伸びと引張強度の積、ならびに形状凍結性の指標になる90度曲げ後の開口角を90で引いた値を、表2に示す。

【0022】表2において、第一回目の巻取時間とは、コイルに巻き取られてから再び巻き戻されコイルから離れるまでの時間と定義する。その他の製造条件は、スラブ加熱温度が950°Cから1250°Cで、熱延板の板厚は1.6mmとした。摩擦係数は、先進率、圧延荷重、トルクなどのデータより圧延理論に基づいて計算によって求めた。

【0023】

【表1】

鋼種	化 學 組 成 (重量%)								A r ₃ (°C)	例
	C	S i	Mn	P	A l	T i	N b	B		
A	0.12	1.22	1.53	0.01	0.04	—	—	—	0.0033	782 本發明鋼
B	0.18	1.03	1.26	0.02	0.05	—	—	0.0021	0.0023	776 本發明鋼
C	0.07	1.62	2.05	0.05	0.03	—	0.02	—	0.0024	796 本發明鋼
D	0.03	1.52	2.09	0.04	0.07	—	—	—	0.0032	816 比較鋼
E	0.13	0.43	1.62	0.12	1.02	—	—	—	0.0029	772 本發明鋼
F	0.15	0.53	1.30	0.03	1.52	0.02	—	—	0.0026	783 本發明鋼
G	0.18	1.16	0.75	0.01	0.05	—	—	—	0.0036	806 本發明鋼
H	0.12	1.26	0.33	0.02	0.04	—	—	—	0.0026	862 比較鋼
I	0.15	0.20	1.53	0.01	0.07	—	—	—	0.0018	752 比較鋼

(注) 下線は本発明の範囲外

[0024]

【表2】

実験番号	試験 部位	仕上温度 (℃)	A:3以下、 650℃以上の 温度域での 全圧下率(%)	第1回目の巻取 温度(℃)		第2回目の巻取 温度(℃)		△T3以下、 650℃以上の 温度での圧延 時の摩擦係数	TS (MPa) × EI (%)	モリ量 (mm)	本発明 の範囲 内:○ 外:×
				巻取から 脱脂の巻取 までの平均 冷速(°C/s)	巻取まで の時間(s)	巻取から 戻し開始ま での時間(s)	巻取まで の平均 冷速(°C/s)				
1	A	83.8	0	41.6	-	-	-	0.26	2.8200	2.3	x
2	A	75.2	7.5	7.20	3.00	6.0	40.6	0.26	2.8800	0.7	o
3	A	74.6	7.5	7.18	3.00	6.0	37.6	0.13	2.9200	0.6	o
4	A	76.6	3.5	7.33	3.00	6.0	40.7	0.25	2.8700	1.6	x
5	A	71.8	9.0	6.72	3.00	6.0	41.1	0.14	2.9200	0.6	o
6	A	73.3	8.0	6.32	3.00	6.0	40.8	0.12	2.4400	0.8	x
7	A	74.6	7.5	7.12	2.0	6.0	40.5	0.13	2.7600	0.6	o
8	A	73.6	7.5	6.89	5	6.0	39.8	0.13	2.4400	3.2	x
9	A	74.2	7.5	7.20	5.00	6.0	39.6	0.12	2.9800	0.6	o
10	A	75.0	7.5	7.18	3.00	3.0	40.2	0.14	2.7700	0.8	o
11	A	74.8	7.5	7.22	3.00	1.0	41.2	0.12	2.4800	1.0	x
12	A	75.1	7.5	7.05	3.00	6.0	45.0	0.12	2.8000	0.7	o
13	A	74.8	7.5	7.11	3.00	6.0	53.2	0.13	21.200	0.7	x
14	A	75.3	7.5	7.20	3.00	6.0	35.6	0.13	1.7700	0.8	o
15	A	74.8	7.5	7.06	3.00	6.0	28.0	0.12	2.3200	2.8	x
16	B	82.6	0	43.3	-	-	-	-	2.6300	2.0	x
17	B	73.2	7.5	6.98	3.00	6.0	40.3	0.13	2.7200	0.9	o
18	C	84.6	0	40.2	-	-	-	-	2.7400	2.3	x
19	C	77.0	7.5	7.46	3.00	6.0	39.6	0.14	2.7800	1.0	o
20	D	78.0	7.5	7.38	3.00	6.0	40.9	0.13	1.9200	1.8	x
21	E	84.2	0	41.1	-	-	-	-	2.8000	2.1	x
22	E	74.0	7.5	7.01	3.00	6.0	40.0	0.13	2.6600	0.9	o
23	F	84.6	0	38.9	-	-	-	-	2.7600	2.4	x
24	F	75.0	7.5	7.21	3.00	6.0	42.2	0.25	2.8000	1.0	o
25	G	85.2	0	41.1	-	-	-	-	2.6800	1.9	x
26	C	77.6	7.5	7.52	3.00	6.0	40.3	0.26	2.7200	0.8	o
27	H	77.8	7.5	7.33	3.00	6.0	39.6	0.14	2.1500	0.7	x
28	I	79.0	9.0	74.0	3.00	3.0	40.6	0.23	1.9300	0.6	x

【0025】本発明の範囲を満足した実験番号2、3、5、7、9、10、12、14、17、19、22、24、26の材料は、強度一延性バランスが優れているばかりでなく、スプリングバック角度も小さく形状凍結性も優れている。一方、通常のγ域熱延で1回巻取法によって製造された実験番号1、16、18、21、23、25の材料は、同鋼種の本発明鋼に比べ、明らかにスプリングバックが大きい。

【0026】 A_{r3} 以下、650°C以上の温度域での全圧下率が35%と低かった実験番号4の試料は、スプリングバック量が大きかった。

【0027】第1回目の巻取温度が低かった実験番号6の試料は、バーライトが生成し、強度一延性バランスが劣化した。

【0028】第1回目の巻取時の保持時間が短かった実験番号8の材料は、強度一延性バランスが悪いばかりでなく、スプリングバック角度も大きかった。

【0029】1回目の巻取からの巻き戻し開始から、2回目の巻取までの平均冷速が遅かった実験番号11の材料は、強度一延性バランスが悪かった。

【0030】2回目の巻取温度が本発明の範囲外であった実験番号13、15の試料は、共に優れた強度一延性バランスを示さなかった。特に実験番号15の試料は、マルテンサイトが生成したため強度が高まりスプリングバック量が高くなかった。

【0031】また、成分範囲が本発明鋼の範囲を逸脱した鋼を用いた実験番号20、27、28では、優れた強度一延性バランスが得られなかった。

【0032】

【発明の効果】本発明方法によれば、形状凍結性に優れた加工用高張力鋼板が提供でき、寸法精度の問題で適用が難しかった部位にも高張力鋼板が使用でき、自動車の軽量化等に貢献できる。

フロントページの続き

(72)発明者 白田 松男
富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内